

# EUROPEAN PATENT OFFICE

## Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 04173945  
PUBLICATION DATE : 22-06-92

APPLICATION DATE : 05-11-90  
APPLICATION NUMBER : 02299158

APPLICANT : KOBE STEEL LTD;

INVENTOR : MIYOSHI TETSUJI;

INT.CL. : C23C 2/06 C21D 9/46 C22C 38/00  
C22C 38/06 C23C 2/02 C23C 2/28

TITLE : MANUFACTURE OF HIGH STRENGTH  
HOT-DIP GALVANIZED STEEL SHEET  
EXCELLENT IN BENDABILITY

$$\ln CR = -1.18 Mneq + 3.37$$

$$\text{ここで、} Mneq = Mn + 1.52 Mo + 1.10 Cr + \\ 0.10 Si + 2.1 P$$

ABSTRACT : PURPOSE: To manufacture a high strength hot-dip galvanized steel sheet excellent in bendability by subjecting the cold rolled sheet of a low carbon steel to recrystallization annealing under specified temp. conditions and thereafter applying hot-dip galvanizing thereto.

CONSTITUTION: The ingot of a low carbon steel having a compsn. contg., by weight, 0.06 to 0.2% C, <0.6% Si, 0.6 to 3.0% Mn, <0.1% P and 0.01 to 0.10% sol.Al, furthermore cong. at least one kind of 0.01 to 1.0% Mo and 0.1 to 1.5% Cr is subjected to hot rolling, pickling and cold rolling by ordinary methods to manufacture a cold rolled sheet. This cold rolled sheet is introduced into a continuous hot-dip galvanizing line and is subjected to recrystallization annealing in such a manner that it is held to (the  $A_{c3}$  point -50) to 900°C for  $\geq 10$ sec, is cooled from  $\geq 600^\circ\text{C}$  to the temp. range of the MS point to 480°C at the cooling rate of the critical cooling rate CR ( $^\circ\text{C}/\text{sec}$ ) or above expressed by the formula 1 and is held to the MS point to 480°C for  $\geq 10$ sec. After that, it is hot-dip galvanized and, if required, is heated to the  $A_{c1}$  point or below, and the galvanizing and Fe in the steel sheet are subjected to alloying treatment.

COPYRIGHT: (C)1992,JPO&Japio

⑨ 日本国特許庁(JP)

⑩ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報(A)

平4-173945

⑬ Int. Cl.<sup>3</sup>

識別記号

庁内整理番号

⑭ 公開 平成4年(1992)6月22日

C 23 C 2/06  
C 21 D 9/46  
C 22 C 38/00  
38/06  
C 23 C 2/02  
2/28

3 0 1 J  
T

8116-4K  
7047-4K  
7047-4K  
8116-4K  
8116-4K

審査請求 未請求 請求項の数 3 (全7頁)

⑮ 発明の名称 曲げ加工性の優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法

⑯ 特 願 平2-299158

⑰ 出 願 平2(1990)11月5日

⑱ 発 明 者 宮 原 征 行 兵庫県加古川市山手3丁目23-2  
⑲ 発 明 者 田 中 福 輝 兵庫県明石市魚住町清水1031-11  
⑳ 発 明 者 三 好 鉄 二 兵庫県加古川市平岡町二俣1012 二俣南神鋼寮  
㉑ 出 願 人 株式会社神戸製鋼所 兵庫県神戸市中央区臨浜町1丁目3番18号  
㉒ 代 理 人 弁理士 中 村 尚

#### 明 細 書

##### 1. 発明の名称

曲げ加工性の優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法

##### 2. 特許請求の範囲

(1) 重量%で(以下、同じ)、C:0.06~0.2%、Si:0.6%以下、Mn:0.6~3.0%、P:0.1%以下及びsol.A:0.01~0.10%を含有し、殘部が鉄及び不可避免的不純物よりなる鋼を、通常の方法で熱間圧延、酸洗、冷間圧延した後、連続亜鉛めっきラインにて再純品焼鈍する際に、その加熱温度をAc<sub>3</sub>点-50℃~900℃の温度にて10秒以上保持し、600℃以上の温度からMs点以上480℃以下の温度域に

$$\ln CR = -1.18Mn\% + 3.37$$

ここで、 $Mn\% = Mn + 1.52Mo + 1.10Cr +$

$$0.10Si + 2.1P$$

で示される臨界冷却速度CR(℃/s)以上の冷却速度にて冷却した後、Ms点以上480℃以下の温度にて10秒以上保持した後、溶融亜鉛めっき

を施すことによって、ベイナイトを主体としたベイナイト・フェライト・マルテンサイト複合組織鋼板を得ることを特徴とする曲げ加工性の優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

(2) 前記溶融亜鉛めっきを施した後、合金化処理をAc<sub>1</sub>点以下で施すことによって、ベイナイトを主体としたベイナイト・フェライト・マルテンサイト複合組織鋼板にすることを特徴とする曲げ加工性の優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

(3) 前記鋼が更にMo:0.01~1.0%及びCr:0.1~1.5%の少なくとも1種を含有しているものである請求項1又は2に記載の方法。

##### 3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明は曲げ加工性に優れた溶融亜鉛めっき高強度鋼板の製造方法に関し、より詳しくは、引張強さ60~120kgf/mm<sup>2</sup>級のベイナイト或いはベイナイト+フェライトを主体とした溶融亜鉛めっき高強度鋼板の製造方法に関する。

(従来の技術)

近年、自動車の安全性及び軽量化対策として加工性の優れた高強度冷延鋼板が使用されるに至っている。また、自動車の寿命向上のために冷延鋼板に防錆力の向上が強く望まれている。最近においては、自動車バンパー、ドアインパクトビーム等の60~120 kgf/cm<sup>2</sup>級の補強部材についても、スポット溶接性と塗装性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板が要望されている。

従来、鋼板においては、変態組織強化法を用いることによって高い強度-穴広げ率(Δ)バランスを有する60 kgf/cm<sup>2</sup>級以上の高強度鋼板が得られることが知られている。例えば、本発明者らの提案による特開昭63-241115号公報では、水焼入れタイプ連続焼鈍法を用いて、再結晶加熱温度をAc<sub>1</sub>以上とし、強制空冷後、所定の温度から200~500℃の温度で過時効処理して、フェライトと焼戻しマルテンサイトからなる複合組織とし、高い強度-Δバランスの高強度鋼板が得られることを開示した。しかし、溶融亜

鉛めっき鋼板の場合には、再結晶焼鈍加熱後、水焼入れすることが困難であるばかりでなく、Ms点よりも高い温度でめっき処理又は合金化処理されるため、焼戻しマルテンサイトを用いた高い強度-Δバランスの高強度鋼板が得られないという問題がある。

一方、これまでに、例えば、特開昭55-50455号公報には、2相域加熱を行い、700℃から溶融めっき温度まで及び溶融めっき温度から300℃までの冷却速度を制御することによって組織をフェライト+マルテンサイトにし、冷間加工性及び時効硬化性の優れた溶融亜鉛めっき鋼板とすることが提案されている。しかし、この方法においては、引張強さ40~70 kgf/cm<sup>2</sup>の材料を対象としており、引張強さ80 kgf/cm<sup>2</sup>以上ではフェライトが少なくなり、伸びの低下が大きくなる。また、合金化処理を施すと、ベイナイト或いはパーライトが生成し、目的とする材質を得ることができないという欠点がある。

また、特開昭56-142821号公報には、

Ac<sub>1</sub>点~900℃の加熱を行い、冷却速度を規制することにより、パーライト及びベイナイトの生成を抑制し、組織をフェライト・マルテンサイト(一部残留オーステナイト)の複合組織にすることで、加工性の優れた溶融亜鉛めっき鋼板を製造する方法が提案されている。しかし、この方法では、フェライトとマルテンサイトの硬さの差が大きく、穴広げ率が低く、曲げ加工性が低い。特に引張強さが70 kgf/cm<sup>2</sup>以上ではマルテンサイト体積率が大きくなり、穴広げ率は著しく低下するため、バンパー等のチャンネル型成形で行われる厳しい曲げ加工では、加工性が不十分である。

以上のように、曲げ加工性の優れた溶融亜鉛めっき高強度鋼板を製造するに際しては、高強度を得る点で有利な複合組織強化が必要となるが、単に、化学成分、冷却速度等に着眼した方法で、曲げ加工性の優れた溶融亜鉛めっき高強度鋼板を製造することは困難である。

本発明は、上記従来技術の問題点を解決して、複合組織化により高強度にし、且つ優れた曲げ加

工性の高強度溶融亜鉛めっき鋼板を製造する方法を提供することを目的とするものである。

(課題を解決するための手段)

本発明者らは、曲げ加工性の優れた溶融亜鉛めっき高強度鋼板の製造における上記問題点を解決するために鋭意研究を重ねた結果、連続溶融亜鉛めっきラインの再結晶焼鈍加熱温度、この加熱温度からMs点以上480℃以下までの冷却速度とその温度での保持時間を制御し、更には合金化温度を制御することによって、組織をベイナイト或いはフェライト・ベイナイトを主体とした均一微細なベイナイト・フェライト・マルテンサイトの複合組織にし、曲げ加工性の優れた溶融亜鉛めっき高強度鋼板が得られることを見出して、本発明に至ったものである。

すなわち、本発明は、C:0.06~0.2%、Si:0.6%以下、Mn:0.6~3.0%、P:0.1%以下及びsol. Al:0.01~0.10%を含有し、必要に応じて更にMo:0.01~1.0%及びCr:0.1~1.5%の少なくとも1種を含有し、

特開平4-173945 (3)

残部が鉄及び不可避的不純物よりなる鋼を、通常の方法で熱間圧延、酸洗、冷間圧延した後、連続亜鉛めっきラインにて再純品焼鈍する際に、その加熱温度を $A_c$ 点 $-50^{\circ}\text{C}$ ～ $900^{\circ}\text{C}$ の温度にて10秒以上保持し、 $600^{\circ}\text{C}$ 以上の温度から $M_s$ 点以上 $480^{\circ}\text{C}$ 以下の温度域に

$$2nCR = -1.18Mneq + 3.37$$

ここで、 $Mneq = Mn + 1.52Mo + 1.10Cr +$

$$0.10Si + 2.1P$$

で示される臨界冷却速度 $CR (^{\circ}\text{C}/\text{s})$ 以上の冷却速度にて冷却した後、 $M_s$ 点以上 $480^{\circ}\text{C}$ 以下の温度にて10秒以上保持した後、溶融亜鉛めっきを施すことによって、ベイナイトを主体としたベイナイト・フェライト・マルテンサイト複合組織鋼板を得ることを特徴とする曲げ加工性の優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法を要旨とするものである。

また、他の本発明は、前記溶融亜鉛めっきを施した後、合金化処理を $A_c$ 点以下で施すことによって、ベイナイトを主体としたベイナイト・フェ

ライト・マルテンサイト複合組織鋼板にすることを特徴とするものである。

以下に本発明を更に詳細に説明する。

(作用)

まず、本発明における鋼の化学成分の限定理由について説明する。

C:

Cは鋼板の強化に不可欠な元素であって、目的とする強度の鋼板を得るには、少なくとも0.06%添加する必要がある。しかし、0.2%を超えると硬いマルテンサイトの体積率が高くなり、曲げ加工性が劣化するばかりでなく、スポット溶接性も低下する。したがって、C量は0.06～0.2%の範囲とする。

Si:

Siはフェライト中の固溶Cをオーステナイト中へ排出する効果を有するため、フェライトの延性を向上させることができる。しかし、過剰に添加するとめっき不良を生じるので、0.6%以下で添加する。

上記元素を必須成分とするが、必要に応じて、Mo及びCrの少なくとも1種を適量で含有してもよい。

Mo:

Moはオーステナイト相を著しく安定化し、冷却過程において硬質相の生成を容易にし、高強度化する効果がある。しかし、0.01%より少ないと、高強度を達成するための硬質相を得ることができず、また1.0%を超えて添加するとベイナイトが抑制され、マルテンサイトがバンド状で多量に生成するため、曲げ加工性が劣化する。したがって、Mo量は0.01～1.0%の範囲とする。

Cr:

CrはMn及びMoと同様な効果を有し、オーステナイト相を安定化し、硬質相の生成を容易にして、高強度を得る効果がある。この効果を得るには少なくとも0.1%が必要であるが、1.5%を超えて添加すると伸びを低下させるので、Cr量は0.1～1.5%の範囲とする。

Mn:

Mnはオーステナイト相を安定化し、冷却過程において硬質相の生成を容易にし、高強度を得るために添加される。しかし、添加量が0.6%より少ないと、高強度を達成するための十分な硬質相を得ることができない。また、3.0%より過剰に添加するとバンド組織が発達し、曲げ加工性が劣化するばかりでなく、コスト高になる。したがって、Mn量は0.6～3.0%の範囲とする。

P:

Pは0.02%以上の添加によってSiと同様の作用を有し、強度と伸びとのバランスを確保するために有効であるが、0.1%を超えて添加するとめっき不良等が発生するので、0.1%以下で添加する。

sol. Al:

Alは鋼の脱酸のために添加されるが、過剰に添加しても、効果が飽和するのみならず、めっき不良を招くので、添加量はsol. Alで0.1%以下とする。

#### 特開平4-173945 (4)

次に、本発明の方法における製造条件について説明する。なお、第1図は本発明における連続亜鉛めっきラインの熱履歴を示したものである。

まず、上記の化学成分を有する鋼は、通常工程により製鋼、分塊又は連続鋳造を経てスラブとした後、熱間圧延を経て、ホットコイルにする。熱間圧延に際しては、その条件は特に限定する必要はないが、均一微細なフェライトとベイナイト等の複合組織の溶融亜鉛めっき高強度鋼板を得るには、熱間圧延の巻取温度を低くし、均一なフェライトとベイナイトの組織にした方が好ましい。

熱間圧延の後、常法に従って、酸洗し、冷間圧延を施して薄鋼板を得る。冷間加工率は30%以上が望ましい。

次いで、この薄鋼板を連続溶融亜鉛めっきラインに導いて、再結晶焼鈍及び溶融亜鉛めっきを施し、必要な場合は更に合金化処理を施す。

再結晶焼鈍は、その加熱温度を $A_{c1}$ 点-50~900℃にし、10秒以上保持することが必要である。加熱温度が $A_{c1}$ 点-50℃よりも低いと、

ため、曲げ加工性は低下する。一方、480℃を超える温度では、曲げ加工性に有効な微細なベイナイトが得られない。また、保持時間が10秒未満では、ベイナイトが十分に得られず、後工程でオーステナイトがマルテンサイトに変態するため、第2図に示すように、打抜き穴広げ率( $\lambda$ )は著しく低下し、優れた曲げ加工性が得られない。

溶融亜鉛めっきを施すことによって、ベイナイトを主体としたベイナイト・フェライト・マルテンサイト複合組織が得られ、曲げ加工性の優れた高強度鋼板が得られる。

なお、溶融亜鉛めっきを施した後、 $A_{c1}$ 点以下、好ましくは500℃~ $A_{c1}$ 点の温度にて合金化処理し、冷却することによっても、ベイナイトを主体としたベイナイト・フェライト・マルテンサイト複合組織を得ることができ、曲げ加工性の優れた高強度鋼板が得られる。これは、合金化処理温度が $A_{c1}$ 点以下であるので、再オーステナイト変態することなく、再結晶焼鈍後の冷却によって得られたベイナイト主体の適正な組織が保持される

オーステナイトの体積率が小さくなり、そのC濃度が高くなるために安定化し、ベイナイトの生成が抑制され、マルテンサイト体積率が増加する。更に、フェライトは、再結晶粒が粗大化するので、曲げ加工性は劣化する。

次いで、上記加熱温度から溶融亜鉛めっき処理までの冷却として、600℃以上の温度から $M_s$ 点以上480℃以下の温度域に

$$\ln CR = -1.18 Mneq + 3.37$$

$$\text{ここで、} Mneq = Mn + 1.52Mo + 1.10Cr + 0.10Si + 2.1P$$

で示される臨界冷却速度 $CR$ (℃/s)以上にて冷却した後、 $M_s$ 点以上480℃以下の温度にて、10秒以上保持した後、溶融亜鉛めっきを施す。

冷却速度が $CR$ よりも遅いと、パーライト変態が起こるため、目的とする強度及び曲げ加工性が得られない。

また、 $M_s$ 点以上480℃の温度で10秒以上保持する過程については、 $M_s$ 点未満にすると多量のオーステナイトがマルテンサイトに変態する

ためである。

次に本発明の一実施例を示す。

#### (実施例)

第1表に示す化学成分を有する鋼を溶製し、20mm厚のスラブにした。これを仕上温度850℃、巻取温度560℃で熱間圧延し、3.2mm厚の熱延鋼板とした。得られた鋼板を酸洗、冷間圧延して、1.2mm厚(圧下率62.5%)の冷延鋼板を得た。

これらの冷延鋼板について、第1図及び第2表に示す条件にて溶融亜鉛めっき或いは更に合金化処理を行った。

得られた鋼板について引張特性及び曲げ特性を調査した。曲げ特性は10φmm打抜き穴広げ率で評価した。その結果を第2表に併記する。

第2表より以下の如く考察される。

本発明材の№1~№2は80kgf/mm<sup>2</sup>近い高強度で60%以上の高い打抜き穴広げ率( $\lambda$ )を示すが、比較材№3及び№9は、460℃での保持時間が5秒と短いために、ベイナイトの生成量が少

特開平4-173945 (5)

なく、硬質なマルテンサイト組織が増えるため強度は高いが、穴広げ率は本発明材よりも劣っている。

比較材№4は、再結晶焼鈍加熱温度が730℃と低いためにオーステナイトの体積は小さく、C濃度が高いためにベイナイト変態せず、硬質なマルテンサイトを生成する。このため、フェライトとの高度差が大きくなり、結果として穴広げ率が低く、本発明材よりも劣っている。

比較材№5は、急冷開始温度が500℃と低いため、フェライトの生成量が多くなり、オーステナイト中のC濃度が高まり、安定化して、ベイナイトを生成しにくくなる。このためにフェライトを主体とした硬質で粗いマルテンサイトとの複合組織となるため、穴広げ率は低い。

比較材№6は、保持温度が600℃と低いため、パーライトを生成し、その結果、十分な強度及び穴広げ率が得られていない。

比較材№7は、保持温度が200℃とMs点以下のため、オーステナイトは殆どマルテンサイトに

に変態する。したがって、高強度ではあるが、穴広げ率は本発明材よりも劣っている。

比較材№11～№14は、冷却速度がCRよりも遅いためにパーライト変態するため、高強度での優れた曲げ加工性が得られない。

本発明材№15は、合金化処理しない例であるが、高強度で優れた曲げ加工性が得られている。

【以下余白】

第1表 供試鋼の化学成分 (wt%)

鋼種記号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	sol.A2
A	0.14	0.20	2.57	0.005	0.001	—	—	0.026
B	0.14	0.19	1.53	0.007	0.003	1.09	—	0.036
C	0.15	0.23	1.52	0.007	0.003	—	0.51	0.031
D	0.02	0.20	1.02	0.010	0.003	—	—	0.037
E	0.15	0.20	3.51	0.006	0.004	—	—	0.035
F	0.15	0.20	1.50	0.005	0.004	—	1.50	0.033
G	0.15	0.20	1.48	0.005	0.004	1.99	—	0.035

第 2 表

区 分	No	鋼種 記号	再結晶焼鈍 加熱温度 (℃)	急冷 開始温度 (℃)	冷却速度 (℃/s)	保持温度 (℃)	保持時間 (s)	合金化 温度 (℃)	機械的性質			ミクロ組織
									Y P (kgf/mm <sup>2</sup> )	T S (kgf/mm <sup>2</sup> )	λ (%)	
本発明材	1	A	850	750	30	460	30	550	61.8	78.2	68	B+F+M
"	2	A	850	650	30	460	60	550	58.4	76.3	63	B+F+M
比較材	3	A	850	750	30	460	5	550	54.8	85.0	33	B+M+F
"	4	A	730	700	30	460	60	550	54.4	106.5	12	F+M
"	5	A	850	500	30	460	60	550	52.3	70.2	50	F+B+M
"	6	A	850	750	30	600	60	550	53.9	67.8	61	F+P+B
"	7	A	850	750	30	200	60	550	82.2	106.9	15	F+M
本発明材	8	B	850	750	30	460	60	550	54.8	86.9	54	B+F+M
比較材	9	B	850	750	30	460	5	550	57.1	99.6	18	F+M+B
本発明材	10	C	850	700	30	460	60	550	64.1	78.0	64	B+F+M
比較材	11	D	850	700	30	460	60	550	34.5	42.3	88	F+P+B
"	12	E	850	700	30	460	60	550	74.8	121.6	7	F+M
"	13	F	850	700	30	460	60	550	82.8	138.2	4	M+F
"	14	G	850	700	30	460	60	550	70.6	114.0	12	F+M
本発明材	15	C	850	750	30	460	60	—	70.9	85.2	26	B+F+M

(注) F(フェライト)、B(ベイナイト)、M(マルテンサイト)、P(パーライト)の順序は体積率の多い順である。

#### (発明の効果)

以上詳述したように、本発明の方法によれば、再結晶焼鈍加熱温度からMs点以上480℃以下の温度域への冷却を制御し、冷却過程、Ms点以上480℃以下の温度域の保持時間、Ac<sub>1</sub>以下で合金化処理を施すことにより、ベイナイトを主体としたベイナイト・フェライト・マルテンサイト(一部残留オーステナイト)の微細均一な組織にすることができ、しかも、低温にて合金化処理を行うことができるので、めっきむら、パウダリング性等、表面性状の向上に加えてエネルギー費用の低減も可能である。

また、通常の溶融めっき鋼板の場合も、合金化処理鋼板と同様であり、ベイナイトを主体とする微細均一な複合組織を得ることができる。

したがって、本発明によれば、60~120 kgf/mm<sup>2</sup>級まで、曲げ加工性の優れた溶融亜鉛めっき高強度鋼板の製造が可能である。

#### 4. 図面の簡単な説明

第1図は、合金化溶融亜鉛めっき及び溶融亜鉛

めっきの熱履歴を示す図、

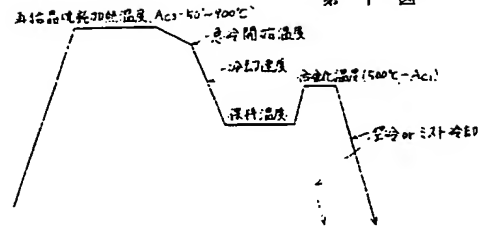
第2図は実施例で得られた合金化溶融亜鉛めっき鋼板の460℃での保持時間(第1図参照)と打抜き穴広げ率(λ)との関係を示す図である。

特許出願人 株式会社神戸製鋼所

代理人 弁理士 中 村 尚

特開平4-173945 (7)

第 1 圖



第 2 圖

